

PRODUCTION OF ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOY EXCELLENT IN SCC RESISTANCE AND EARING RATE

Patent number: JP9031615
Publication date: 1997-02-04
Inventor: KINOSHITA TATSUYA; ETO TAKEHIKO
Applicant: KOBE STEEL LTD
Classification:
- international: C22F1/047; C22C21/06
- european:
Application number: JP19950201651 19950714
Priority number(s): JP19950201651 19950714

[View INPADOC patent family](#)

[Report a data error here](#)

Abstract of **JP9031615**

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve stress corrosion cracking resistance and also to improve earing rate at the time of rolling by precipitating β -phases at the multiplied dislocation and preventing the precipitation at the grain boundaries by applying warm rolling to an Al-Mg alloy sheet of specific composition. **SOLUTION:** This alloy has a composition consisting of, by weight ratio, 0.5-8% Mg, at least one kind among 0.1-0.5% Mn, 0.05-0.2% Cr, and 0.05-0.2% Zn, and the balance Al with inevitable impurities. It is preferable that either of 0.02-1.0% Cu and 0.1-2.0% Zn and/or 0.001-0.05% Ti is further incorporated into the above composition. After ordinary hot rolling is applied to this alloy, warm rolling is applied while regulating rolling and rolling finishing temps. to 80-200 deg.C. If necessary, cold rolling can be applied before warm rolling, and, at this time, warm rolling can be done without external heating by setting the draft of warm rolling at a slightly high value and utilizing the heat generated as a result of reduction.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-31615

(43) 公開日 平成9年(1997)2月4日

(51) IntCl ^a	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 F	1/047		C 2 2 F	1/047
C 2 2 C	21/06		C 2 2 C	21/06

審査請求 未請求 請求項の数 3 F D (全 6 頁)

(21) 出願番号	特願平7-201651	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成7年(1995)7月14日	(72) 発明者	木下 達也 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
		(72) 発明者	江藤 武比古 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
		(74) 代理人	弁理士 香本 薫

(54) 【発明の名称】 耐SCC性及び耳率に優れたAl-Mg系合金の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 耐応力腐食割れ性に優れかつ耳率の小さいAl-Mg系合金を得る。

【構成】 Mg: 0.5~8wt%を含有し、さらにMn: 0.1~0.5wt%、Cr: 0.05~0.2wt%、Zr: 0.05~0.2wt%のうち少なくとも1種を含有し、残部がAlおよび不可避不純物からなるAl-Mg系合金を、圧延及び圧延終了温度が80~200℃で温間圧延する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mg: 0.5~8wt%を含有し、さらにMn: 0.1~0.5wt%、Cr: 0.05~0.2wt%、Zr: 0.05~0.2wt%のうち少なくとも1種を含有し、残部がAlおよび不可避不純物からなるAl-Mg系合金を、圧延及び圧延終了温度が80~200℃で温間圧延することを特徴とする耐SCC性および耳率に優れたAl-Mg系合金の製造方法。

【請求項2】 さらにCu: 0.02~1.0wt%、Zn: 0.1~2.0wt%のうち少なくとも1種を含有する請求項1に記載されたAl-Mg系合金を、圧延および圧延終了温度が80~200℃で温間圧延することを特徴とする耐SCC性および耳率に優れたAl-Mg系合金の製造方法。

【請求項3】 さらにTi: 0.001~0.05wt%を含有する請求項1又は2に記載されたAl-Mg系合金を、圧延および圧延終了温度が80~200℃で温間圧延することを特徴とする耐SCC性および耳率に優れたAl-Mg系合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐応力腐食割れ性（以下、耐SCC性という）及び耳率に優れたAl-Mg系合金の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】Al-Mg系合金は、溶接性、耐食性、成形性に優れるため、調理器具、一般用器物、高級器物、車両用材、船舶用材、圧力容器、缶材、燃料タンク等に使用されているが、このAl-Mg系合金を応力が負荷された状態で長時間使用する場合、応力腐食割れが発生するという問題がある。

【0003】この応力腐食割れを防止する方法として、従来より冷間圧延後204℃~274℃で2時間以上保持する熱処理が行われている。この熱処理は、β相を粒内に均一に分散させることで、応力腐食割れの原因となるβ相の粒界への析出を防止しようとするものだが、この方法では熱処理温度が高いため強度が低下し、熱処理後再度冷間圧延を必要とするという問題があるとともに、耳率が大きくなるという問題がある。さらに、熱処理温度が高いことにより表面が酸化され、熱処理後表面処理を行う必要もあり、その分、工程が増加するという問題もある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は従来技術のかかる問題点を鑑みてなされたものであり、冷間圧延後の熱処理による強度低下や表面酸化の問題がなく、また耳率も大きくなることのない耐SCC性及び耳率に優れたAl-Mg系合金の製造方法を提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明に係わる耐SCC性に優れたAl-Mg系合金の製造方法は、Mg: 0.5~8wt%を含有し、さらにMn: 0.1~0.5wt%、Cr: 0.05~0.2wt%、Zr: 0.05~0.2wt%のうち少なくとも1種を含有し、残部がAlおよび不可避不純物からなるAl-Mg系合金、上記合金成分に加えさらにCu: 0.02~1.0wt%、Zn: 0.1~2.0wt%のうち少なくとも1種を含有するAl-Mg系合金、又はそれらに加えさらにTi: 0.001~0.05wt%を含有するAl-Mg系合金を、圧延及び圧延終了温度が80~200℃で温間圧延し、耐SCC性および耳率を向上させたことを特徴とする。

【0006】以下、本発明におけるAl-Mg系合金の成分限定理由と、温間圧延における圧延及び圧延終了温度の限定理由について説明する。

【0007】<Mg>Mg含有量が0.5wt%未満では成形性には優れるが、強度不足となる。一方、Mg含有量が8wt%を超える合金では耐SCC性および耐食性が低下するとともに価格も上昇する。このため、Mg含有量は0.5~8wt%とする。

【0008】<Mn, Cr, Zr>Mn, Cr, Zrはいずれも結晶粒を微細化し、伸びおよび成形性を向上させる効果がある。しかし、これらの成分の含有量がそれぞれ0.1wt%未満、0.05wt%未満、0.05wt%未満ではその効果は十分でなく、一方、それぞれ0.5wt%、0.2wt%、0.2wt%を超えると、微細化効果が飽和するとともに伸び及び成形性が低下する。したがって、Mn含有量は0.1~0.5wt%、Cr含有量は0.05~0.2wt%、Zr含有量は0.05~0.2wt%とし、これらの元素から選択された1種または2種以上の元素を添加する。

【0009】<Cu, Zn>Cu及びZnはいずれもAl合金の強度を向上させる効果がある。しかし、これらの成分の含有量がそれぞれ0.02wt%未満、0.1wt%未満ではその効果が少なく、いっぽう、それぞれ1.0wt%、2.0wt%を超えると強度は向上するが、常温時効性が大きくなり過ぎ、出荷後の強度変化を生じるとともに、耐食性も低下する。したがって、Cu含有量は0.02~1.0wt%、Zn含有量は0.1~2.0wt%とする。

【0010】<Ti>TiはAl合金鋳塊中の結晶粒を微細化する効果がある。しかし、Ti含有量が0.001wt%未満ではその効果は十分でなく、0.05wt%を超えるとその効果が飽和する。したがって、Ti含有量は0.001~0.05wt%とする。

【0011】<圧延及び圧延終了温度>圧延及び圧延終了温度は耐SCC性に大きく影響を及ぼす。本発明においては、圧延及び圧延終了温度を従来の冷間圧延より高くしたことで、圧延により増殖した転位へのβ相の析出

が促進され、粒界に析出する β 相の量が減少し、耐SCC性が向上する。なお、本発明において圧延及び圧延終了温度とは、圧延中及び圧延直後の材料の温度を意味する。

【0012】この温度が80℃未満では、耳率が大きくなると同時に、転位密度が増加して強度が高くなり過ぎ、所望の強度にするため焼純を必要とするようになる。しかし、この焼純を行うと組織が回復し粒界が明瞭となるため、 β 相が粒界に優先的に析出し耐SCC性を低下させる。また、200℃を超えると再結晶組織となるため、粒界の β 相析出密度が高くなり、耐SCC性が低下する。また、転位密度の減少により強度低下も生じると同時に、45°方向の集合組織の発達が遅れるため、0°、180°方向の耳が大きくなる。したがって、圧延および圧延終了温度は80～200℃とする。

【0013】

【発明の実施の形態】本発明における温間圧延は、Al-Mg系合金の一連の製造工程の最終段階において施される。温間圧延における圧延及び圧延終了温度を上記の範囲内に制御する手段としては、例えばロール加熱による方法、及び／又は、圧下による発熱を利用する方法が挙げられる。

【0014】Al-Mg系合金に対し本発明を適用した場合の製造工程の代表的なものは、鋳塊を均熱化処理

(ex. 450～500℃×4Hr)、熱間圧延(ex. 圧延開始温度450～550℃、最終板厚1～4mm)、次いで上記条件下で温間圧延するというものであり、必要に応じて温間圧延の前に冷間圧延が施される。なお、冷間圧延に引き続き温間圧延を施す場合、温間圧延の圧下率を大きめに設定することで、外部加熱を要することなく圧延及び圧延終了温度を上記の範囲内に制御することができる。一例を挙げれば、冷間圧延の圧下率を例えば40%としたとき、温間圧延の圧下率を50～80%とすればよい。

【0015】

【実施例】次に、本発明の実施例についてその比較例と比較して説明する。まず、表1に示す組成のAl合金を板厚50mmの金型に鋳造した後、510℃×4hの均質化処理を施した。次に板厚3.5mmまで熱間圧延を行った後、1パス目で板厚1.1mmまで圧延し、2パス目で板厚0.285mmまで圧延した。なお、1パス目は通常の冷間圧延とし、2パス目では、ロール加熱を行い、圧延及び圧延終了温度が50～220℃になるように調整し、供試材とした。表1にはその圧延終了温度をあわせて示す。

【0016】

【表1】

成分 No.	Mg	Mn	Cr	Zr	Cu	Zn	Ti	Al	圧延終了 温度(°C)
本 発 明 材	1	0.83	0.30	-	-	-	0.008	残	125
	2	2.50	0.29	-	-	-	0.006	残	94
	3	2.50	0.29	-	-	-	0.008	残	184
	4	8.23	0.30	-	-	-	0.008	残	136
	5	2.55	0.31	-	-	0.5	0.008	残	122
	6	2.35	0.30	-	-	1.1	0.008	残	130
	7	2.38	-	0.11	-	-	0.006	残	126
	8	2.44	-	-	0.10	-	0.008	残	128
比 較 材	9	0.35	0.31	-	-	-	0.008	残	116
	10	9.48	0.30	-	-	-	0.008	残	133
	11	2.47	-	-	-	-	0.006	残	132
	12	2.50	0.29	-	-	-	0.008	残	52
	13	2.50	0.29	-	-	-	0.008	残	217
	14	2.55	0.31	-	-	1.8	0.008	残	124
	15	2.35	0.30	-	-	3.1	0.008	残	129
	16	2.47	1.23	-	-	-	0.008	残	117
	17	2.55	-	0.53	-	-	0.008	残	124
	18	2.35	-	-	0.80	-	0.008	残	129

【0017】得られた供試材のうち本発明材No. 2及び比較材No. 11について、その金属組織の顕微鏡写真を図1(a)、(b)に示す。

【0018】また、得られた供試材について、引張特性、耳率、耐SCC性、及び耐食性を下記の要領で測定し、その結果を表2に示す。

引張特性：評点間距離18.6mm、板幅12mm、板厚0.285mmのJIS7号試験片を用い、引張速度3mm/minにて引張試験を行い、その耐力を測定した。

耳率：エリクセン試験機を使用し、φ40mmのパンチを用いて、絞り率40%時の0度、45度、90度方向の耳率を測定し、最も大きい耳率の値を表1に記載した。

耐SCC性は通電法（電流密度：6.2mA/cm²、電解液：3.5%NaCl水溶液）で行い、通電後1000分までの表面割れの有無により、割れなしを○、割れ有りを×と評価した。耐食性は、表面積1000mm²の試料を用いて塩水噴霧試験を行い、1000時間後の重量減少量を測定し、重量減少量5mg未満を○、5mg以上を×と評価した。

【0019】

【表2】

特性 No.		耐力 (N/mm ²)	耳率 (%)	耐SCC性 (*)	耐食性 (**)
本 発 明 材	1	205	1.8	○	○
	2	288	2.9	○	○
	3	280	2.4	○	○
	4	410	2.0	○	○
	5	302	1.9	○	○
	6	308	2.0	○	○
	7	287	2.0	○	○
	8	285	2.0	○	○
比 較 材	9	148	2.1	○	○
	10	489	2.1	×	×
	11	266	2.0	×	○
	12	289	3.4	×	○
	13	243	4.2	×	○
	14	312	1.7	○	×
	15	321	1.9	○	×
	16	243	割れ	○	○
	17	312	割れ	○	○
	18	321	割れ	○	○

(*) : ○ 割れなし、× 割れ有り

(**) : ○ 重量減少量5mg未満、× 重量減少量5mg以上

【0020】表2の試験結果をみると、組成及び圧延終了温度が本発明の範囲内にある本発明材No. 1～No. 8は、図1(a)に示すように結晶粒が微細化して

おり、強度が高く、耳率が小さく、耐SCC性及び耐食性にも優れている。

【0021】一方、比較材No. 9～No. 18は組成又は圧延終了温度が本発明で規定する範囲外のものである。比較材No. 9は耳率が小さく、耐SCC性及び耐食性もよいが、Mg含有量が0.5wt%未満であるため、強度が低くなっている。比較材No. 10はMg含有量が8wt%を超えているため、耐SCC性及び耐食性が低下している。比較材No. 11はMn、Cr、Zrのいずれも含有していないため、図1(b)に示すように結晶粒が粗大化し、耐SCC性が低下している。比較材No. 12は圧延終了温度が80℃未満であるため、耳率が大きく耐SCC性も低下している。比較材No. 13は圧延終了温度が200℃を超えているため、強度及び耐SCC性が低下すると同時に耳率も大きくなっている。比較材No. 14、15はCu又はZn含有量がそれぞれ1.0wt%、2.0wt%を超えているため、耐食性が低下している。比較材No. 16～18はMn、Cr、Zrがそれぞれ0.5wt%、0.2wt%、0.2wt%を超えているため、成形性が低下し、割れが生じている。

【0022】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、所定量のMgと、Mn、Cr及びZrから選択された1又は2以上の元素、さらに必要に応じてCu、Zn、Ti等を含有するAl-Mg系合金を所定の温度条件で温間圧延することにより、耐SCC性及び耳率に優れたAl-Mg系合金を得ることができる。

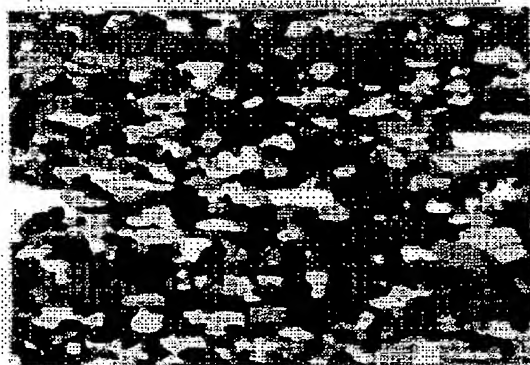
【図面の簡単な説明】

【図1】(a)は本発明材(No. 2)、(b)は比較材(No. 11)の金属組織を同倍率で示す図(顕微鏡写真)である。

【図1】

表面代用写真

(a)



(b)



0.1mm